

### First Hit

Previous Doc

Next Doc

Go to Doc#

☐

## Generate Collection

Print

L1: Entry 55 of 109

File: JPAB

Jan 19, 1999

PUB-NO: JP411012684A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 11012684 A

TITLE: CASE HARDENING STEEL FOR COLD FORGING

PUBN-DATE: January 19, 1999

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

YASUKI, SHINICHI

MATSUSHIMA, YOSHITAKE

INT-CL (IPC): C22 C 38/00; C22 C 38/46; C22 C 38/60

## ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a case hardening steel for cold forging, capable of expediting spheroidizing treatment and reducing manufacturing costs, excellent in cold forgeability, and improved, if necessary, in wear resistance.

SOLUTION: In this steel, the area ratio of (ferrite + pearlite) is regulated to  $\geq 75\%$ , and the average grain size of ferrite and that of pearlite are regulated to  $\leq 40 \mu\text{m}$  and  $\leq 30 \mu\text{m}$ , respectively. The chemical composition of this steel is regulated, if necessary. Simultaneously, the deformation resistance coefficient  $\sigma_{eq}$ , working limit coefficient owing to crack UL, and wear resistance coefficient F (wear), which are represented, respectively, as functions of alloying elements, are regulated so that they satisfy the following (1), (2), (3): (1)  $\sigma_{eq} = C + 0.5Si + 0.2Mn + 3.0P + 0.3Cr + 0.3Mo + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 1.0$ ; (2)  $UL = C + 0.2Si + 0.2Mn + 0.2Cr + 0.2Mo + 2.0P + 2.0S + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 0.7$ ; (3)  $F(\text{wear}) = Si + 0.2Cr + 0.4Mo + V > 0.4$ .

COPYRIGHT: (C) 1999, JPO

Previous Doc

Next Doc

Go to Doc#

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-12684

(43) 公開日 平成11年(1999) 1月19日

(51) IntCl<sup>8</sup>C 2 2 C 38/00  
38/46  
38/60

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00  
38/46  
38/60

3 0 1 N

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願平9-163017

(22) 出願日 平成9年(1997) 6月19日

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 安木 真一

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

(72) 発明者 松島 義武

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 小谷 悦司 (外2名)

(54) 【発明の名称】 冷間鍛造用肌焼鋼

(57) 【要約】

【課題】 球状化焼鈍処理の迅速化が達成されて製造コストの低減が可能であり、且つ冷間鍛造性に優れ、必要によって耐摩耗性をも向上させた冷間鍛造用肌焼鋼を提供する。

【解決手段】 (フェライト+パーライト)の面積率が

$$\sigma_{eq} = C + 0.5Si + 0.2Mn + 3.0P + 0.3Cr + 0.3Mo + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 1.0$$

… (1)

$$UL = C + 0.2Si + 0.2Mn + 0.2Cr + 0.2Mo + 2.0P + 2.0S + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 0.7$$

… (2)

$$F(wear) = Si + 0.2Cr + 0.4Mo + V > 0.4$$

… (3)

75%以上であり、且つフェライトの平均粒径が40μm以下、およびパーライトの平均粒径が30μm以下である。また必要によって化学成分組成を調整すると共に、合金元素の関数として表される変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ 、割れる発生加工率係数UL、耐摩耗性係数F(wear)等が、下記(1)～(3)式を満足する様に調整する。

1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】（フェライト＋パーライト）の面積率が75%以上であり、且つフェライトの平均粒径が40μm以下、およびパーライトの平均粒径が30μm以下であることを特徴とする冷間鍛造用肌焼鋼。

【請求項2】 化学成分組成が、

C：0.3%以下（0%を含まない：以下、特記しない限り質量%を意味する）

Si：0.3%以下（0%を含まない）

Mn：1.5%以下（0%を含まない）

P：0.02%以下（0%を含む）

S：0.02%以下（0%を含まない）

Al：0.06%以下（0%を含まない）

N：0.03%以下（0%を含まない）

を夫々含有する他、

\*Cr：3%以下（0%を含まない）

Mo：1.5%以下（0%を含まない）

V：1.5%以下（0%を含まない）

よりなる群から選択される1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物である請求項1に記載の肌焼鋼。

【請求項3】 鋼材が、更に他の元素として、Ti：

0.1%以下（0%を含まない）および／またはNb：

0.1%以下（0%を含まない）を含有するものである

10 請求項2に記載の肌焼鋼。

【請求項4】 合金元素の関数として表される変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが、夫々下記（1）式および（2）式を満足するものである請求項2または3に記載の肌焼鋼。

$$\sigma_{eq} = C + 0.5Si + 0.2Mn + 3.0P + 0.3Cr + 0.3Mo + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 1.0$$

…（1）

$$UL = C + 0.2Si + 0.2Mn + 0.2Cr + 0.2Mo + 2.0P + 2.0S + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 0.7$$

…（2）

【請求項5】 合金元素の関数として表される耐摩耗性

係数F(wear)が下記（3）式を満足するものである請求※

$$F(wear) = Si + 0.2Cr + 0.4Mo + V > 0.4$$

…（3）

【請求項6】 鋼材が、更に他の元素として、Cu：1%以下（0%を含まない）を含有するものである請求項2～5に記載の肌焼鋼。

【請求項7】 鋼材が、更に他の元素として、Ni：2.5%以下（0%を含まない）を含有するものである請求項2～6に記載の肌焼鋼。

【請求項8】 鋼材が、更に他の元素として、Ca：0.01%以下（0%を含まない）および／またはZr：0.08%以下（0%を含まない）を含有するものである請求項2～7に記載の肌焼鋼。

【請求項9】 鋼材が、更に他の元素として、Pb：0.3%以下（0%を含まない）を含有するものである請求項2～8のいずれかに記載の肌焼鋼。

【請求項10】 鋼材が、更に他の元素として、B：0.005%以下（0%を含まない）を含有するものである請求項2～9のいずれかに記載の肌焼鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、球状化焼鈍処理の迅速化が達成でき、且つ浸炭や浸炭窒化等の表面硬化処理前に優れた冷間鍛造性を有し、しかも表面硬化処理後には高い耐摩耗性を発揮することのできる冷間鍛造用肌焼鋼に関するものであり、本発明に係る冷間鍛造用肌焼鋼は、歯車、継手、軸受、シャフト、シリンダー等の様に、冷間鍛造を経て製造され、表面硬化処理後には高い耐摩耗性が要求とされる機械構造用部品に利用できるものである。

【0002】

★【従来の技術】上記した各種の機械構造用部品は、JIS規格鋼SCr420、SCM420等が素材として汎用され、これに球状化焼鈍処理のような軟化熱処理を施した後、冷間鍛造を行って所定形状に成形した後（必要によって機械加工が行われ）、浸炭処理や浸炭・窒化処理等の表面硬化処理が施され、目標とする耐摩耗性を確保する様にしている。

30 【0003】こうした部品製造工程における製造コストを低減するという観点から、

①冷間鍛造前の球状化焼鈍処理コストの低減（即ち、球状化焼鈍処理時間の短縮）、

②冷間鍛造時の金型寿命の改善を目的とした鋼材の変形抵抗の低減、

③鋼材の変形能の向上、

等の事項が要求されている。

40 【0004】またエンジンの高出力化や部品の小型・軽量化の動向に伴い、負荷応力が増大する傾向にあり、これまで使用されてきた部品ではこうした要求を十分に対応することができず、耐摩耗性を一層高めた部品の実現が望まれているのが実情である。

【0005】こうした状況の下で、これまでも様々な改良技術が提案されている。まず球状化焼鈍処理の迅速化を狙った技術として、例えば特開昭60-9832号には、圧延条件を適切に規定することによって、球状化焼鈍処理の迅速化を達成する線材や鋼材の製造方法が提案されている。しかしながら圧延条件を規定するだけでは、球状化焼鈍処理の迅速化を十分に図ることはできな

【0006】一方、冷間鍛造時の変形抵抗の低減に関して、例えば特開平2-299241号には、鋼の炭素当量を規定することによって変形抵抗を抑制した浸炭用鋼が開示されている。また特開平7-310118号には、Si、Mn、Cr等を低減することによって冷間鍛造性を向上させた肌焼鋼が開示されている。しかしながら、炭素当量を規定したり化学成分を低減することは、良好な冷間鍛造性を確保するという観点からすれば有効な技術といえるが、部品の高強度にとって重要な特性の一つである耐摩耗性を向上させることができない。

【0007】また耐摩耗性の向上に関しては、浸炭冷却→球状化焼鈍処理→浸炭焼入れ処理の適用によって、耐摩耗性を高めた耐摩耗鋼の製造方法が特開平5-59428号に開示されている。しかしながら、この方法では工程が複雑になって製造コストが高くなることに加え、基本的な要求特性である冷間鍛造性を向上させることができない。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、球状化焼鈍処理の迅速化が達成されて製造コストの低減が可能であり、且つ冷間鍛造性に優れ、必要によって耐摩耗性をも向上させた冷間鍛造用肌焼鋼を提供しようとするものである。

【0009】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決することのできた本発明に係る冷間鍛造用肌焼鋼は、(フェライト+パーライト)の面積率が75%以上であり、且つフェライトの平均粒径が40μm以下、およびパーライト\*

$$\sigma_{eq} = C + 0.5Si + 0.2Mn + 3.0P + 0.3Cr + 0.3Mo + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 1.0 \quad \dots (1)$$

$$UL = C + 0.2Si + 0.2Mn + 0.2Cr + 0.2Mo + 2.0P + 2.0S + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 0.7 \quad \dots (2)$$

【0012】また上記化学成分組成を有するものにおいて、合金元素の関数として表される耐摩耗性係数F(wear)が下記(3)式を満足するものであることが好まし ※

$$F(wear) = Si + 0.2Cr + 0.4Mo + V > 0.4 \quad \dots (3)$$

本発明の肌焼鋼においては、必要に応じて、更に他の元素として

- ①Cu: 1.0%以下(0%を含まない)、
- ②Ni: 2.5%以下(0%を含まない)、
- ③Ca: 0.01%以下(0%を含まない) および/またはZr: 0.08%以下(0%を含まない)、
- ④Pb: 0.3%以下(0%を含まない)、
- ⑤B: 0.005%以下(0%を含まない)

等を含有させることによって、肌焼鋼としての特性を更に改善することができる。

【0013】

【発明の実施の形態】本発明者らは、上記目的を達成する為に様々な角度から検討した。その結果、冷間鍛造用★50

\*の平均粒径が30μm以下である点に要旨を有するものである。

【0010】本発明の目的は、肌焼鋼のミクロ組織を上記の様に調整するだけでも達成されるが、本発明の肌焼鋼における具体的な化学成分組成としては、

- C: 0.3%以下(0%を含まない)
- Si: 0.3%以下(0%を含まない)
- Mn: 1.5%以下(0%を含まない)
- P: 0.02%以下(0%を含む)
- 10 S: 0.02%以下(0%を含まない)
- Al: 0.06%以下(0%を含まない)
- N: 0.03%以下(0%を含まない)

を夫々含有する他、

- Cr: 3%以下(0%を含まない)
- Mo: 1.5%以下(0%を含まない)
- V: 1.5%以下(0%を含まない)

よりなる群から選択される1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物であるものが好ましい。またこの鋼材には、Ti: 0.1%以下(0%を含まない) および/またはNb: 0.1%以下(0%を含まない)を含有させることも有効である。

【0011】本発明の効果をより有効に達成する為には、上記各化学成分組成を有するものにおいて、合金元素の関数として表される変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが、夫々下記(1)式および(2)式を満足するものであることが好ましく、こうした要件を満足させることによって更に冷間鍛造性を向上させることができる。

※く、こうした要件を満足させることによって耐摩耗性を向上させることができる。

★肌焼鋼のミクロ組織を上記の様に適切に調整してやれば、上記目的が見事に達成されることを見出し、本発明を完成した。まず本発明においてミクロ組織を上記の様に規定した理由について説明する。

【0014】肌焼鋼に優れた冷間鍛造性を発揮させる為には、冷間鍛造時の変形抵抗を低減する必要があるが、本発明ではこうした観点から球状化焼鈍処理前のフェライトの平均粒径を40μm以下、(フェライト+パーライト)の面積率を75%以上と規定した。こうした要件を満足させることによって、球状化焼鈍処理後にフェライト中にセメントサイトを均一に分散させることができ、これによって冷間鍛造時の変形抵抗を低減して金型寿命を向上させることができる。上記(フェライト+パーラ

5

イト)の面積率は、好ましくは80%以上とするのが良く、より好ましくは83%以上とするのが良い。尚(フェライト+パーライト)以外の組織は、ベイナイトやマルテンサイトの単相またはこれらの複合組織である。またフェライト粒径の定義は、下記の通りである。

フェライトの平均粒径=(フェライト部の長径+短径)/2

【0015】一方、良好な冷間鍛造性を確保しながら、球状化焼鈍処理時間の短縮化を図る為には、球状化焼鈍処理前のパーライトの平均粒径を30 $\mu$ m以下とする必要がある。パーライトの平均粒径を30 $\mu$ m以下とすることによって、(1)フェライト/セメンタイト界面でセメンタイトの分散を促進する、(2)パーライト中の炭素濃度を高め、熱処理時にセメンタイトの微小核を残存させることにより再生パーライトの生成を防止する、等の効果が発揮され、これによって球状化焼鈍処理が促進されるものと考えられる。尚パーライトの平均粒径とは、フェライトに囲まれたパーライト部の平均粒径のことであり、測定部位は圧延材の横断面である。またパーライトの平均粒径の定義は、下記の通りである。

パーライトの平均粒径=(パーライト部の長径+短径)/2

【0016】ところで(フェライト+パーライト)の面積率の測定方法は、例えば光学顕微鏡を用いてランダムに5視野の組織観察を行い(倍率:×400程度)、画像解析によって(フェライト+パーライト)の面積率を測定する。またフェライトの平均粒径やパーライトの平均粒径の測定方法は、例えば光学顕微鏡を用いてランダムに5視野の組織観察を行い(倍率:×400程度)、1視野当たり10カ所のフェライトの平均粒径、パーライトの平均粒径を測定し、これを更に平均化することによってフェライトの平均粒径およびパーライトの平均粒径の測定値とする。

【0017】尚冷間鍛造用肌焼鋼のミクロ組織を上記の様に調整するには、圧延前の加熱温度を1100℃以下とし、圧下率を30%以上、圧延仕上げ温度を950℃以下として圧延を行い、且つ圧延仕上げ後の冷却速度を60℃/sec以下に設定して操業する様にすれば良い。次に、本発明の肌焼鋼における好ましい化学成分組成について説明する。

【0018】C:0.3%以下(0%を含まない)  
Cは強化元素として部品の芯部硬さを確保する上で有用な元素であるが、過剰に含有させると冷間鍛造性の低下や靱性の劣化等を生じるので、上限を0.3%と定めた。C含有量の好ましい上限は0.25%であり、より好ましくは0.20%以下とするのが良い。また上記効果を有効に発揮させる為には、Cは0.05%以上含有させることが好ましい。

【0019】Si:0.3%以下(0%を含まない)  
Siは溶製時の脱酸剤として有用な元素であり、また鋼

6

の耐摩耗性を向上させるのにも有効に作用する。しかしながら、その含有量が0.3%を超えると冷間鍛造時の変形抵抗の増大を招くので、上限を0.3%と定めた。Si含有量は、好ましくは0.15%以下、より好ましくは0.10%以下に抑えるべきである。また上記効果を有効に発揮させる為には、Siは0.01%以上含有させることが好ましい。

【0020】Mn:1.5%以下(0%を含まない)  
Mnは溶製時の脱酸剤として有用な元素であるが、1.5%を超えると冷間鍛造時の変形抵抗を高めるので、上限を1.5%と定めた。Mn含有量は、好ましい上限は1.2%である。また上記効果を有効に発揮させる為には、Mnは0.2%以上含有させることが好ましい。

【0021】P:0.02%以下(0%を含む)  
Pは冷間鍛造時の変形抵抗を高めて鋼の変形抵抗能を低下させる元素であるので、良好な冷間鍛造性を確保する為には、0.02%以下に抑制すべきである。冷間鍛造性をより向上させるという観点からすれば、Pは0.015%以下とするのが好ましく、より好ましくは0.010%以下に抑えるべきである。

【0022】S:0.02%以下(0%を含まない)  
SはMnSを形成して被削性を向上させるのに有用な元素であるが、0.02%を超えて含有させると、冷間鍛造時の変形能が低下する。冷間鍛造性の向上という観点からすると、Sは0.015%以下とするのが好ましく、より好ましくは0.010%以下に抑えるべきである。また上記効果を有効に発揮させる為には、Sは0.001%以上含有させることが好ましい。

【0023】Al:0.06%以下(0%を含まない)  
Alも溶製時に脱酸成分として有効に作用し、また鋼中のNと結合してAlNを生成して結晶粒の粗大化を抑制する作用も有しているが、0.06%を超えると上記効果が飽和してくるので、上限を0.06%と定めた。また上記効果を有効に発揮させる為には、Alは0.005%以上含有させることが好ましい。

【0024】N:0.03%以下(0%を含まない)  
Nは、鋼中でAlと結合して(V, Ti, Nbを添加するときにはこれらとも結合する)窒化物を生成し、結晶粒の粗大化を抑制する効果を発揮するが、この効果はやがて飽和に達するので、上限を0.03%と定めた。N含有量は、好ましくは0.02%以下、より好ましくは0.015%以下に抑えるべきである。また上記効果を有効に発揮させる為には、Nは0.001%以上含有させることが好ましい。

【0025】Cr, MoおよびVは、耐摩耗性を向上させるという観点からして同効元素であるといえるが、夫々の作用を詳述すると下記の通りである。

【0026】Cr:3%以下(0%を含まない)  
Crは鋼の耐摩耗性を向上させるのに有効な元素であるが、3%を超えると冷間鍛造性を低下させることに加

え、浸炭性を阻害するので、上限を3%と定めた。Cr含有量は、冷間鍛造性の向上という観点からして好ましくは2.5%以下、より好ましくは2.0%以下にすべきである。また上記効果を有効に発揮させる為には、Crは0.2%以上含有させることが好ましい。

【0027】Mo: 1.5%以下(0%を含まない)  
MoはCrと同様に、鋼の耐摩耗性を向上させるのに有効な元素であるが、1.5%を超えると冷間鍛造性を低下させるので、上限を1.5%と定めた。Mo含有量は、冷間鍛造性の向上という観点からして好ましくは1.0%以下、より好ましくは0.5%以下にすべきである。また上記効果を有効に発揮させる為には、Moは0.01%以上含有させることが好ましい。

【0028】V: 1.5%以下(0%を含まない)  
Vは鋼の耐摩耗性を向上させるのに非常に有効な元素であるが、この効果はやがて飽和に達するので、上限を1.5%と定めた。V含有量は、冷間鍛造性の向上という観点からして好ましくは1.0%以下、より好ましくは0.5%以下にすべきである。上記効果を有効に発揮させる為には、Vは0.01%以上含有させることが好ましい。

【0029】本発明の肌焼鋼における好ましい化学成分は上記の通りであり、残部は鉄および不可避不純物であるが、必要により更に他の元素として下記のような元素を適量含有させることによって、肌焼鋼としての特性を一段と改善することが可能である。

【0030】Ti: 0.1%以下(0%を含まない)および/またはNb: 0.1%以下(0%を含まない)  
TiとNbは、結晶粒を微細にしてフェライトやパーライトの平均粒径を小さくするのに有効な元素であるが、いずれも0.1%を超えると被削性が低下するので、上限を0.1%と定めた。冷間鍛造性の向上という観点からして、これらの含有量は好ましくは0.05%以下にすべきである。また上記効果を有効に発揮させる為には、これらの元素は0.001%以上含有させることが好ましい。

【0031】Cu: 1%以下(0%を含まない)  
Cuは耐食性を改善するのに有効な元素であるが、この効果はやがて飽和に達するので、上限を1%と定めた。上記効果を発揮させる為には、Cuは0.2%以上含有させることが好ましい。但し、Cuを単独で添加すると、熱間加工性が劣化するので、Cuを添加する場合には熱間加工性を改善する作用を有するNiをCu量と同\*

$$\sigma_{eq} = C + 0.5Si + 0.2Mn + 3.0P + 0.3Cr + 0.3Mo + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 1.0$$

…(1)

$$UL = C + 0.2Si + 0.2Mn + 0.2Cr + 0.2Mo + 2.0P + 2.0S + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 0.7$$

…(2)

【0037】一方、本発明者らは表面処理後の耐摩耗性を高めるという観点からも検討を行ったところ、耐摩耗性を示す指標としての耐摩耗性係数F(wear)は主要合金※50

\*程度添加することが好ましい。

【0032】Ni: 2.5%以下(0%を含まない)

Niは上記した作用の他、浸炭処理後の組織を微細化して靱性の向上に有効に作用し、安定した心部硬さを確保するために有効な元素であるが、その効果は2.5%で飽和するので、上限を2.5%と定めた。Ni含有量の好ましい上限は2.0%である。上記効果を有効に発揮させる為には、Niは0.2%以上含有させることが好ましい。

10 【0033】Ca: 0.01%以下(0%を含まない)および/またはZr: 0.08%以下(0%を含まない)

これらの元素は、MnSを球状化させ異方性を改善することによって、冷却間鍛造性の向上に寄与するが、Caで0.01%、Zrで0.08%を夫々超えると、その効果は飽和する。これらの好ましい上限は、Caで0.008%、Zrで0.06%である。また上記効果を有効に発揮させる為には、Caで0.0005%以上、Zrで0.001%以上含有させることが好ましい。

20 【0034】Pb: 0.3%以下(0%を含まない)

Pbは被削性の向上に有効な元素であるが、0.3%を超えるとその効果が飽和するので、上限を0.3%と定めた。Pb含有量の好ましい上限は0.25%である。また上記効果を有効に発揮させる為には、Pbは0.01%以上含有させることが好ましい。

【0035】B: 0.005%以下(0%を含まない)

Bは焼入れ性向上に有効な元素であるが、0.005%を超えるとその効果が飽和するので、上限を0.005%と定めた。B含有量の好ましい上限は0.0045%である。また上記効果を有効に発揮させる為には、Bは0.0005%以上含有させることが好ましい。

30 【0036】ところで本発明者らは、球状化焼鈍処理材の冷間鍛造性を更に高める為に別の角度からも検討を行った。その結果、変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ や割れ発生加工率係数ULが主要合金元素の関数として表されることを見出し、これらが夫々下記(1)式および(2)式を満足するものであれば、変形抵抗を700N/mm<sup>2</sup>未満に抑えることができると共に、割れが発生するまでの加工率(以下、「割れが発生加工率」と呼ぶ)を高めることができ、これらによって冷間鍛造性を更に向上できることを突き止めた。また下記(1)、(2)式から明らかに、V、Ti、Nbは冷間鍛造性を低下させる影響が比較的小さいことがわかる。

※元素の関数として表されることを見出し、この耐摩耗性係数F(wear)が下記(3)式を満足するものであれば耐摩耗性を向上させることができることも突き止めた。ま

た下記(3)式から明らかなように、Vは耐摩耗性向上\* \*への寄与がSiと同様に非常に大きいことがわかる。

$$F(\text{wear}) = \text{Si} + 0.2\text{Cr} + 0.4\text{Mo} + \text{V} > 0.4$$

…(3)

#### 【0038】

【実施例】次に実施例を挙げて本発明の構成および作用効果をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

#### 【0039】参考例1

※10 【表1】

鋼種	化学成分組成 (質量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V
A	0.17	0.23	0.92	0.012	0.018	0.032	0.008	1.45	—	—
B	0.25	0.28	1.15	0.005	0.013	0.022	0.011	—	0.63	—
C	0.19	0.17	0.87	0.008	0.009	0.035	0.009	—	—	0.47
D	0.15	0.25	0.74	0.005	0.003	0.028	0.012	1.03	0.21	—
E	0.12	0.05	0.78	0.008	0.005	0.038	0.017	1.12	—	0.35
F	0.14	0.03	0.85	0.009	0.009	0.021	0.007	—	0.37	0.58

【0041】これらの試験片に対して、図1に示す球状化処理を施し、JIS G 3539に規定されている球状化組織の程度がNo. 1～No. 3となる熱処理時間を球状化処理時間とした(下記表2参照)。

#### 【0042】

【表2】

冷却速度 (℃/Hr)	処理時間	
	720℃	760℃
10	6Hr	10Hr
7	8Hr	13Hr
4	12Hr	22Hr

【0043】球状化に要する処理時間を、球状化処理前における鋼材のミクロ組織と共に、下記表3に示すが、パーライトの平均粒径が30μm以下のもの(No. 1～6)は、パーライトの平均粒径が30μmを超えるもの(No. 7～12)に比べて、球状化処理時間が短くなっていることが分かる。

#### 【0044】

【表3】

No.	鋼種	パーライトの平均粒径(μm)	球状化処理温度(℃)	球状化処理時間(Hr)
1	A	21	760	10
2	B	23	760	13
3	C	16	720	8
4	D	25	760	13
6	E	17	760	10
6	F	15	720	8
7	A	36	760	13
8	B	41	760	22
9	C	35	720	12
10	D	36	760	22
11	E	38	760	22
12	F	42	720	12

#### 【0045】実施例1

下記表4に示す化学成分組成の鋼種(G～I)を使用し、φ35mmに圧延後、前記図1に示した球状化焼鈍処理を施した後、機械加工によりφ20mm×30mmの変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した。このとき表4に示した化学成分組成と同じ鋼種(G～I)を使用し、夫々について下記(1)～(3)の方法によって各種比較試験片も作製した(後記表5のNo. 4～12)。

★ 40 【0046】(1) φ35mmに圧延→焼ならし処理(1200℃×1Hr→空冷)後、図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工によりφ20mm×30mmの変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した(後記表5のNo. 4～6)。

(2) φ35mmに圧延→焼ならし処理(900℃×1Hr→缶風冷却)後、図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工によりφ20mm×30mmの変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した(後記表5のNo. 7～9)。

(3)  $\phi 35\text{mm}$ に圧延→焼ならし処理(1200℃×1Hr→衝風冷却)後、図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工により $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$ の変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の\*

\*試験片を作製した(後記表5のNo. 10~12)。

【0047】

【表4】

鋼種	化学成分組成 (質量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V
G	0.22	0.03	1.21	0.002	0.007	0.031	0.012	1.36	—	—
H	0.16	0.06	0.92	0.005	0.012	0.027	0.009	0.25	0.53	—
I	0.12	0.11	0.75	0.003	0.015	0.027	0.011	—	0.35	0.13

【0048】これらの試験片を用い、変形抵抗、冷圧性試験による割れ発生加工率を調査した。また球状化焼鈍後に、図3に示す大越摩耗試験片を作製し、図4に示す浸炭焼入れ・焼戻し処理後に大越式摩耗試験を実施した。尚この摩耗試験を実施するに当たり、相手材として軸受鋼SUJ2の焼入れ・焼戻し材を用いた。また試験条件は、乾式、最終荷重: 6.3kgf、摩擦距離: 200mm、摩擦速度: 3m/secとした。試験片の球※

※球状化焼鈍処理前のマイクロ組織を、球状化焼鈍条件(球状化処理温度、球状化処理時間)と共に、下記表5に示す。また上記各試験結果を、好ましい要件である変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ 、割れ発生加工率係数ULおよび耐摩耗性係数F(wear)と共に、下記表6に示す。

【0049】

【表5】

No.	鋼種	(パーライト+フェライト)の面積率 (%)	残りの組織*	フェライトの平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	パーライトの平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	球状化処理温度 (℃)	球状化処理時間 (Hr)
1	G	100	—	22	21	760	13
2	H	100	—	25	20	760	13
3	I	100	—	20	21	720	8
4	G	100	—	48	37	760	22
5	H	100	—	49	33	760	22
6	I	100	—	46	35	720	12
7	G	65	B+M	21	23	760	13
8	H	68	B+M	24	26	760	13
9	I	72	B	22	24	720	8
10	G	57	B+M	46	40	760	22
11	H	60	B+M	45	37	760	22
12	I	62	B+M	48	38	720	12

\*B: ベイナイト、M: マルテンサイト

【0050】

★ ★【表6】

No.	鋼種	変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$	変形抵抗 ( $\text{N/mm}^2$ )	割れ発生加工率係数UL	割れ発生加工率 (%)	耐摩耗性係数 F(wear)	比摩耗量 ( $\text{mm}^3/\text{kg}$ )
1	G	0.89	665	0.62	60以上	0.30	$3.5 \times 10^{-7}$
2	H	0.62	428	0.47	60以上	0.32	$3.3 \times 10^{-7}$
3	I	0.45	370	0.38	60以上	0.38	$2.0 \times 10^{-7}$
4	G	0.89	672	0.62	45	0.30	$3.4 \times 10^{-7}$
5	H	0.62	424	0.47	50	0.32	$3.4 \times 10^{-7}$
6	I	0.45	378	0.38	50	0.38	$2.1 \times 10^{-7}$
7	G	0.89	660	0.62	50	0.30	$3.5 \times 10^{-7}$
8	H	0.62	435	0.47	45	0.32	$3.5 \times 10^{-7}$
9	I	0.45	375	0.38	50	0.38	$2.1 \times 10^{-7}$
10	G	0.89	672	0.62	45	0.30	$3.4 \times 10^{-7}$
11	H	0.62	443	0.47	45	0.32	$3.3 \times 10^{-7}$
12	I	0.45	379	0.38	45	0.38	$2.0 \times 10^{-7}$

【0051】これらの結果から明らかな様に、No. 1~3のものは本発明で規定するマイクロ組織(フェライト+パーライトの面積率、フェライトの平均粒径およびパーライト平均粒径)を満足する実施例であり、いずれも☆50

☆割れ発生加工率は60%以上であり、しかも比摩耗量も比較鋼と同等であり大きく低下していないことが分かる。

【0052】これに対しNo. 4~6のものは、化学成



13

分は本発明の好ましい組成を満足するものであるが、フェライトの平均粒径およびパーライトの平均粒径が本発明で規定する範囲よりも大きい比較例であり、割れ発生加工率が低下している。またNo. 7~9のものは、化学成分は本発明の好ましい組成を満足するものであるが、(フェライト+パーライト)の面積率が本発明で規定する範囲よりも小さい比較例であり、割れ発生加工率が低下している。更に、No. 10~12のものは、化学成分は本発明の好ましい組成を満足するものであるが、フェライトの平均粒径およびパーライトの平均粒径が本発明で規定する範囲よりも大きく、且つ(フェライト+パーライト)の面積率が本発明で規定する範囲よりも小さい比較例であり、割れ発生加工率が低下している。

## 【0053】実施例2

表7のNo. 1~20および表8のNo. 21~32の化学成分組成の鋼種を使用し、 $\phi 35\text{mm}$ に圧延後、前記図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工により $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$ の変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した。このとき表8のNo. 21, 25および31に示した化学\*

14

\*成分組成と同じ鋼種を使用し、夫々下記(1)~(3)の方法によって各種の試験片も作製した(後記表10のNo. 33~41)。

【0054】(1)  $\phi 35\text{mm}$ に圧延→焼ならし処理( $1200^\circ\text{C} \times 1\text{Hr} \rightarrow$ 空冷)後、図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工により $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$ の変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した(後記表10のNo. 33~35)。

10 (2)  $\phi 35\text{mm}$ に圧延→焼ならし処理( $900^\circ\text{C} \times 1\text{Hr} \rightarrow$ 衝風冷却)後、図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工により $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$ の変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した(後記表10のNo. 36~38)。

(3)  $\phi 35\text{mm}$ に圧延→焼ならし処理( $1200^\circ\text{C} \times 1\text{Hr} \rightarrow$ 衝風冷却)後、図1に示した球状化焼鈍処理を施し、機械加工により $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$ の変形抵抗調査用の試験片と、図2に示す割れ発生加工率調査用の試験片を作製した(後記表10のNo. 39~41)。

20 【0055】

【表7】

No.	化学成分組成 (質量%)										その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V	
1	0.17	0.23	0.92	0.012	0.018	0.032	0.008	1.45	—	—	—
2	0.25	0.28	1.15	0.005	0.013	0.022	0.011	—	0.63	—	—
3	0.19	0.17	0.87	0.008	0.009	0.035	0.009	—	—	0.47	—
4	0.15	0.25	0.74	0.005	0.003	0.028	0.012	1.03	0.21	—	—
5	0.12	0.05	0.78	0.008	0.005	0.038	0.017	1.12	—	0.35	—
6	0.14	0.03	0.85	0.009	0.009	0.021	0.007	—	0.37	0.58	—
7	0.12	0.02	0.50	0.005	0.006	0.024	0.011	2.05	0.18	0.25	—
8	0.08	0.06	1.43	0.011	0.014	0.030	0.012	—	—	0.42	Ti:0.040
9	0.11	0.10	0.77	0.010	0.003	0.029	0.010	0.53	0.89	—	Nb:0.022
10	0.14	0.07	0.75	0.007	0.006	0.022	0.013	1.01	—	0.32	Ti:0.021
11	0.15	0.13	0.69	0.012	0.010	0.036	0.008	0.88	—	0.41	Nb:0.035
12	0.14	0.03	0.65	0.008	0.005	0.030	0.015	0.51	—	0.35	Ti:0.032, Nb:0.020
13	0.05	0.21	0.52	0.003	0.002	0.027	0.010	0.92	0.48	—	Ti:0.029
14	0.15	0.09	0.80	0.010	0.007	0.029	0.009	1.05	0.46	—	Nb:0.033
15	0.12	0.05	0.44	0.008	0.002	0.033	0.009	—	0.51	0.46	Ti:0.014, Ni:0.54
16	0.13	0.08	0.56	0.003	0.004	0.030	0.010	1.86	0.15	0.20	Cu:0.32, Ni:0.28, Ca:0.003
17	0.10	0.12	0.71	0.007	0.005	0.024	0.018	1.16	—	0.35	Nb:0.030 Zr:0.021
18	0.05	0.10	0.82	0.005	0.008	0.025	0.011	0.94	0.22	0.21	Pb:0.080
19	0.16	0.11	0.80	0.009	0.003	0.032	0.013	1.15	—	0.28	B:0.0020
20	0.12	0.08	0.70	0.002	0.002	0.026	0.002	0.97	0.10	0.30	Ti:0.020, B:0.0015

【0056】

※ ※【表8】

15

16

No.	化学成分組成 (質量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V	その他
21	0.23	0.28	0.75	0.018	0.012	0.030	0.012	1.75	—	—	—
22	0.35	0.24	0.57	0.004	0.005	0.028	0.006	1.21	0.35	—	—
23	0.29	0.27	1.05	0.019	0.017	0.025	0.011	1.58	—	—	—
24	0.28	0.26	1.65	0.016	0.015	0.031	0.008	—	1.14	—	—
25	0.26	0.06	1.43	0.003	0.019	0.034	0.009	0.85	—	0.32	Nb:0.005
26	0.19	0.02	1.48	0.002	0.039	0.027	0.014	1.03	0.45	—	—
27	0.15	0.05	0.78	0.010	0.018	0.021	0.011	1.01	—	—	—
28	0.20	0.12	0.84	0.008	0.012	0.036	0.007	—	0.56	—	—
29	0.29	0.01	0.66	0.019	0.002	0.030	0.010	1.83	—	—	—
30	0.15	0.08	1.39	0.001	0.057	0.028	0.012	1.54	—	—	—
31	0.29	0.03	1.45	0.018	0.019	0.032	0.018	1.52	—	—	—
32	0.15	0.13	2.22	0.038	0.015	0.018	0.011	0.67	0.23	—	—

【0057】これらの試験片を用い、変形抵抗、冷圧性試験による割れ発生加工率を調査した。また球状化焼鈍後に、図3に示す大越摩耗試験片を作成し、図4(A)、(B)に示す浸炭焼入れ・焼戻し処理後に大越式摩耗試験を実施例1と同様に実施した。試験片の球状化焼鈍処理前のマイクロ組織を、球状化焼鈍条件(球状化\*

\*処理温度、球状化処理時間)と共に下記表9、10に示す。また上記各試験結果を、好ましい要件である変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ 、割れ発生加工率係数ULおよび耐摩耗性係数F(wear)と共に、下記表11、12に示す。

【0058】

【表9】

No.	(パーライト+フェライト)の面積率(%)	残りの組織*	フェライトの平均粒径( $\mu\text{m}$ )	パーライトの平均粒径( $\mu\text{m}$ )	球状化処理温度( $^{\circ}\text{C}$ )	球状化処理時間(Hr)
1	100	—	24	21	760	10
2	100	—	23	23	760	13
3	100	—	20	16	720	8
4	100	—	21	25	760	13
5	100	—	18	17	760	10
6	100	—	22	15	720	8
7	90	B	23	15	760	13
8	100	—	11	12	720	6
9	85	B+M	13	12	760	13
10	100	—	12	11	760	10
11	100	—	13	12	760	10
12	100	—	10	9	760	10
13	100	—	13	10	760	10
14	100	—	12	13	760	13
15	90	B	14	21	720	8
16	85	B+M	21	20	760	13
17	100	—	13	12	760	13
18	100	—	26	16	760	10
19	100	—	24	19	760	13
20	100	—	13	11	760	10

\*B: バイナイト、M: マルテンサイト

【0059】

※ ※【表10】

17

18

No.	(パーライト+フェライト) の面積率 (%)	残りの 組織*	フェライトの平 均粒径 (μm)	パーライトの平 均粒径 (μm)	球状化処理 温度 (°C)	球状化処理 時間 (Hr)
21	100	—	21	18	760	13
22	100	—	24	21	760	13
23	100	—	23	23	760	13
24	90	M	20	18	760	13
25	100	—	14	19	720	8
26	100	—	19	22	760	13
27	100	—	26	23	760	13
28	100	—	25	20	760	13
29	100	—	22	18	760	13
30	100	—	18	20	760	13
31	100	—	17	19	760	13
32	85	M	23	23	760	13
33	100	—	45	36	760	13
34	100	—	48	41	720	12
35	100	—	46	35	720	22
36	65	B+M	20	20	760	10
37	55	B+M	21	21	720	8
38	70	B+M	18	16	760	13
39	58	B+M	43	35	760	13
40	50	B+M	49	41	720	12
41	60	B+M	44	39	760	22

\*B: バイナイト、M: マルテンサイト

【0060】

\* \* 【表11】

No.	変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$	変形抵抗 (N/mm <sup>2</sup> )	割れ発生加工 率係数UL	割れ発生加 工率 (%)	耐摩耗性係 数F (wear)	比摩耗量 (mm <sup>3</sup> /kg)
1	0.94	690	0.61	60以上	0.52	$8.2 \times 10^{-5}$
2	0.82	606	0.64	60以上	0.53	$8.3 \times 10^{-5}$
3	0.52	413	0.48	60以上	0.64	$7.0 \times 10^{-5}$
4	0.81	582	0.49	60以上	0.54	$8.5 \times 10^{-5}$
5	0.70	522	0.46	60以上	0.62	$7.1 \times 10^{-5}$
6	0.52	393	0.45	60以上	0.76	$3.9 \times 10^{-5}$
7	0.94	681	0.49	60以上	0.75	$3.7 \times 10^{-5}$
8	0.48	401	0.47	60以上	0.48	$8.0 \times 10^{-5}$
9	0.77	566	0.45	60以上	0.56	$7.5 \times 10^{-5}$
10	0.68	504	0.47	60以上	0.59	$7.0 \times 10^{-5}$
11	0.70	513	0.49	60以上	0.72	$3.5 \times 10^{-5}$
12	0.50	394	0.39	60以上	0.48	$8.0 \times 10^{-5}$
13	0.69	508	0.35	60以上	0.59	$6.6 \times 10^{-5}$
14	0.84	618	0.52	60以上	0.48	$8.1 \times 10^{-5}$
15	0.46	369	0.34	60以上	0.71	$3.7 \times 10^{-5}$
16	0.91	672	0.49	60以上	0.71	$3.6 \times 10^{-5}$
17	0.71	521	0.44	60以上	0.70	$3.2 \times 10^{-5}$
18	0.65	476	0.40	60以上	0.59	$7.4 \times 10^{-5}$
19	0.78	567	0.51	60以上	0.62	$6.3 \times 10^{-5}$
20	0.66	488	0.42	60以上	0.61	$6.5 \times 10^{-5}$

【0061】

\* \* 【表12】

19

20

No.	変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$	変形抵抗 ( $N/mm^2$ )	割れ発生加工 率係数UL	割れ発生加工 率 (%)	耐摩耗性係 数F (wear)	比摩耗量 ( $mm^3/kg$ )
21	1.10	710	0.67	60以上	0.63	$6.4 \times 10^{-8}$
22	1.06	705	0.69	60以上	0.62	$3.5 \times 10^{-8}$
23	1.17	720	0.78	58	0.59	$7.5 \times 10^{-8}$
24	1.13	712	0.84	58	0.72	$3.6 \times 10^{-8}$
25	0.89	669	0.73	58	0.55	$8.0 \times 10^{-8}$
26	0.95	695	0.72	58	0.41	$9.4 \times 10^{-8}$
27	0.66	480	0.47	60以上	0.25	$5.2 \times 10^{-7}$
28	0.62	434	0.49	60以上	0.34	$3.1 \times 10^{-7}$
29	1.03	702	0.65	60以上	0.38	$2.0 \times 10^{-7}$
30	0.93	688	0.71	58	0.39	$1.9 \times 10^{-7}$
31	1.11	712	0.81	58	0.33	$3.2 \times 10^{-7}$
32	1.04	703	0.82	58	0.36	$2.5 \times 10^{-7}$
33	1.10	820	0.67	50	0.63	$8.2 \times 10^{-8}$
34	0.89	655	0.73	35	0.55	$8.3 \times 10^{-8}$
35	1.11	822	0.81	30	0.33	$7.0 \times 10^{-8}$
36	1.10	815	0.67	50	0.63	$8.2 \times 10^{-8}$
37	0.89	652	0.73	33	0.55	$8.3 \times 10^{-8}$
38	1.11	819	0.81	30	0.33	$7.0 \times 10^{-8}$
39	1.10	813	0.67	45	0.63	$8.2 \times 10^{-8}$
40	0.89	660	0.73	35	0.55	$8.3 \times 10^{-8}$
41	1.11	816	0.81	33	0.33	$7.0 \times 10^{-8}$

【0062】これらの結果から明らかな様に、表7のNo. 1～20のものは本発明で規定するマイクロ組織（フェライト＋パーライトの面積率、フェライトの平均粒径およびパーライトの平均粒径）、並びに好ましい要件である変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ 、割れ発生加工率ULおよび耐摩耗性係数F (wear)を満足するものであり、加工率80%における変形抵抗は700N/mm<sup>2</sup>よりも低く、且つ割れ発生加工率ULは60%以上であり、優れた冷間鍛造性を有していることが分かる。また比摩耗量も $1.0 \times 10^{-7} mm^3/kg$ 未満と非常に少なく、優れた耐摩耗性を有していることが分かる。これに対しNo. 21～41のものは、本発明で規定する要件（または好ましい要件）のいずれかを欠くものであり、下記の様に少なくともいずれかの特性が劣っている。

【0063】(a) No. 21のものは、本発明で規定するマイクロ組織およびの好ましい化学成分組成を満足するが、変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ が本発明で規定する範囲よりも大きくなっており、金型寿命低下に対する影響は小さいが、変形抵抗が700N/mm<sup>2</sup>より僅かに高くなっている。

【0064】(b) No. 22のものは、本発明で規定するマイクロ組織を満足するが、C含有量が本発明の好ましい化学成分組成よりも多く、且つ変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ も本発明で規定する範囲よりも大きくなっており、金型寿命低下に対する影響は小さいが、変形抵抗が700N/mm<sup>2</sup>より僅かに高くなっている。

【0065】(c) No. 23のものは、本発明で規定するマイクロ組織およびの好ましい化学成分組成を満足するが、変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているため、金型寿命低下に対する影響は小さいが、変形抵抗が700N/mm<sup>2</sup>より僅かに高くなっている。

20\*0N/mm<sup>2</sup>より僅かに高く、割れ発生加工率も僅かに低下している。

【0066】(d) No. 24のものは、本発明で規定するマイクロ組織を満足するが、Mn含有量が本発明の好ましい化学成分組成よりも多く、且つ変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているため、金型寿命低下に対する影響は小さいが、変形抵抗が700N/mm<sup>2</sup>より僅かに高く、割れ発生加工率も僅かに低下している。

【0067】(e) No. 25のものは、本発明で規定するマイクロ組織およびの好ましい化学成分組成を満足するが、割れ発生加工率係数ULが本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているため、割れ発生加工率が僅かに低下している。

【0068】(f) No. 26のものは、本発明で規定するマイクロ組織を満足するが、S含有量が本発明の好ましい化学成分組成よりも多く、且つ割れ発生加工率係数ULも本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているため、割れ発生加工率が僅かに低下している。

【0069】(g) No. 27, 28のものは、本発明で規定するマイクロ組織およびの好ましい化学成分組成を満足するが、耐摩耗性係数F (wear)が本発明の好ましい範囲よりも小さくなっているため、比摩耗量が夫々 $5.2 \times 10^{-7} mm^3/kg$ ,  $3.1 \times 10^{-7} mm^3/kg$ と多くなっており、耐摩耗性が低下している。

【0070】(h) No. 29のものは、本発明の好ましい化学成分組成を満足するが、変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ が本発明で規定する範囲よりも大きくなっており、金型寿命低下に対する影響は小さいが、変形抵抗が700N/mm<sup>2</sup>より僅かに高くなっており、しかも耐摩耗性係数F (wear)が本発明の好ましい範囲よりも小さくなっている。

21

ので、比摩耗量が  $2.0 \times 10^{-7} \text{ mm}^2 / \text{kg}$  と多くな  
っており、耐摩耗性が低下している。

【0071】(i) No. 30のものは、本発明で規定す  
るミクロ組織を満足するが、S含有量が本発明の好まし  
い化学成分組成よりも多く、且つ割れ発生加工率係数U  
Lも本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているの  
で、割れ発生加工率が僅かに低下しており、しかも耐摩  
耗性係数F(wear)が本発明の好ましい範囲よりも小さく  
なっているため、比摩耗量が  $2.0 \times 10^{-7} \text{ mm}^2 / \text{kg}$   
と多くなっており、耐摩耗性が低下している。

【0072】(j) No. 31のものは、本発明で規定す  
るミクロ組織およびの好ましい化学成分組成を満足する  
が、変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数UL  
が本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているため、  
金型寿命低下に対する影響は小さいが、変形抵抗が  $70$   
 $0 \text{ N/mm}^2$  より僅かに高く、割れ発生加工率も僅かに  
低下している。

【0073】(k) No. 32のものは、本発明で規定す  
るミクロ組織を満足するが、MnとPの含有量が本発明  
の好ましい化学成分組成よりも多く、且つ変形抵抗係数  
 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが本発明の好まし  
い範囲よりも大きくなっているため、変形抵抗が高く且  
つ割れ発生加工率が低く、しかも耐摩耗性係数F(wear)  
が本発明の好ましい範囲よりも小さくなっているため、  
比摩耗量が  $3.2 \times 10^{-7} \text{ mm}^2 / \text{kg}$  と多くなってお  
り、耐摩耗性が低下している。

【0074】(l) No. 33のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、フェライトの平均粒径お  
よびパーライトの平均粒径が本発明で規定する範囲より  
も大きく、且つ変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ が本発明の好ましい  
範囲よりも大きくなっているため、変形抵抗が  $820 \text{ N}$   
 $/\text{mm}^2$  と高くなっており、且つ割れ発生加工率も低下  
している。

【0075】(m) No. 34のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、フェライトの平均粒径お  
よびパーライトの平均粒径が本発明で規定する範囲より  
も大きく、且つ割れ発生加工率係数ULが本発明の好ま  
しい範囲よりも大きくなっているため、割れ発生加工率  
が低下している。

【0076】(n) No. 35のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、フェライトの平均粒径お  
よびパーライトの平均粒径が本発明で規定する範囲より  
も大きく、且つ変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工  
率係数ULが本発明の好ましい範囲よりも大きくなっ  
ているため、変形抵抗が  $822 \text{ N/mm}^2$  と高くなってお  
り、且つ割れ発生加工率も低下している。

【0077】(o) No. 36のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、(フェライト+パーライ  
ト)の面積率が本発明で規定する範囲よりも小さく、且  
つ変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ が本発明の好ましい範囲よりも大

22

きくなっているため、変形抵抗が  $815 \text{ N/mm}^2$  と高  
くなっており、且つ割れ発生加工率も低下している。

【0078】(p) No. 37のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、(フェライト+パーライ  
ト)の面積率が本発明で規定する範囲よりも小さく、且  
つ割れ発生加工率係数ULが本発明の好ましい範囲より  
も大きくなっているため、割れ発生加工率が低下してい  
る。

【0079】(q) No. 38のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、(フェライト+パーライ  
ト)の面積率が本発明で規定する範囲よりも小さく、且  
つ変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが  
本発明の好ましい範囲よりも大きくなっているため、変  
形抵抗が  $819 \text{ N/mm}^2$  と高くなっており、且つ割れ  
発生加工率も低下している。

【0080】(r) No. 39のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、フェライトの平均粒径、  
パーライトの平均粒径および(フェライト+パーライ  
ト)の面積率が本発明で規定する範囲を外れ、且つ変形  
抵抗係数 $\sigma_{eq}$ が本発明の好ましい範囲よりも大きくな  
っているため、変形抵抗が  $813 \text{ N/mm}^2$  と高くなっ  
ており、且つ割れ発生加工率も低下している。

【0081】(s) No. 40のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、フェライトの平均粒径お  
よびパーライトの平均粒径が本発明で規定する範囲より  
も大きく、且つ割れ発生加工率係数ULが本発明の好ま  
しい範囲よりも大きくなっているため、割れ発生加工率  
が低下している。

【0082】(t) No. 41のものは、本発明の好まし  
い化学成分組成を満足するが、フェライトの平均粒径、  
パーライトの平均粒径および(フェライト+パーライ  
ト)の面積率が本発明で規定する範囲を外れ、且つ変形  
抵抗係数 $\sigma_{eq}$ および割れ発生加工率係数ULが本発明  
の好ましい範囲よりも大きくなっているため、変形抵抗  
が  $816 \text{ N/mm}^2$  と高くなっており、且つ割れ発生加  
工率も低下している。

【0083】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、球  
状化焼鈍処理の迅速化が達成されて製造コストの低減が  
可能であり、且つ冷間鍛造性に優れ、必要によって耐摩  
耗性をも向上させた肌焼鋼を提供し得ることになった。

【図面の簡単な説明】

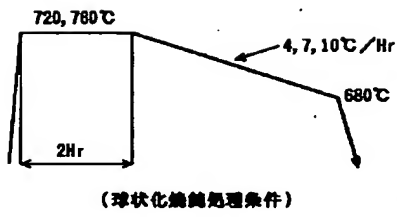
【図1】球状化焼鈍処理のヒートパターンを示す図であ  
る。

【図2】割れ発生加工率調査用試験片を示す説明図であ  
る。

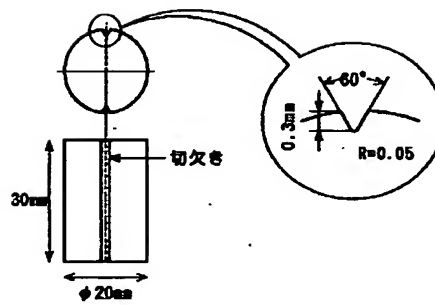
【図3】大越式摩耗試験片を示す説明図である。

【図4】浸炭焼入れ・焼戻し処理のヒートパターンを示  
す図である。

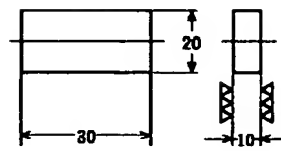
【図1】



【図2】

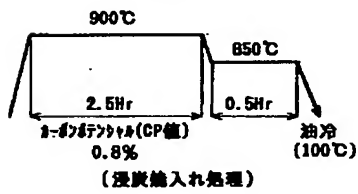


【図3】

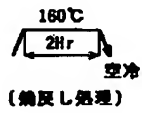


【図4】

(A)



(B)



\* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

DETAILED DESCRIPTION

---

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] It has the formability in cold forging which this invention could attain speeding up of spheroidizing annealing, and was excellent before surface hardening, such as carburization and carbonitriding, and about the case hardening steel for cold forging which can moreover demonstrate high abrasion resistance after surface hardening, like a gearing, a joint, bearing, a shaft, and a cylinder, the case hardening steel for cold forging concerning this invention is manufactured through cold forging, and can be used for the machine structural steel worker components by which high abrasion resistance is needed after surface hardening.

[0002]

[Description of the Prior Art] After various kinds of above-mentioned machine structural steel worker components perform cold forging after the JIS steel SCr420 and SCM420 grade are used widely as a material and perform softening heat treatment like spheroidizing annealing to this, and they fabricate it in a predetermined configuration (machining performed as occasion demands), surface hardening, such as carburization processing, and carburization, nitriding treatment, is performed, and he is trying to secure target abrasion resistance.

[0003] From a viewpoint of reducing the manufacturing cost in such a components production process, matters, such as reduction (namely, compaction of spheroidizing-annealing time amount) of the spheroidizing-annealing cost before \*\* cold forging, reduction of the deformation resistance of the steel materials aiming at the improvement of the mold life at the time of \*\* cold forging, and improvement in the deformability of \*\* steel materials, are demanded.

[0004] Moreover, the actual condition is that implementation of the components which are in the inclination for load stress to increase, in connection with the trend of an engine high increase in power, or small and lightweight-izing of components, and could not fully respond such a demand with the components used so far, but raised abrasion resistance further is desired.

[0005] Amelioration techniques various until now are proposed under such a situation. As a technique which aimed at speeding up of spheroidizing annealing first, the manufacture approach of a wire rod or steel materials of attaining speeding up of spheroidizing annealing is proposed by JP,60-9832,A by specifying a rolled bar affair appropriately. However, only by specifying a rolled bar affair, speeding up of spheroidizing annealing cannot fully be attained.

[0006] On the other hand, the steel for carburization which controlled deformation resistance is indicated by JP,2-299241,A by specifying the carbon equivalent of steel, concerning reduction of the deformation resistance at the time of cold forging. Moreover, the case hardening steel which raised formability in cold forging is indicated by reducing Si, Mn, Cr, etc. by JP,7-310118,A. However, although it can be called an effective technique if it carries out from a viewpoint that specify a carbon equivalent or reducing a chemical entity secures good formability in cold forging, the abrasion resistance which is one of the properties important for the high intensity of components cannot be raised.

[0007] Moreover, about wear-resistant improvement, the manufacture approach of the wear resisting steel which raised abrasion resistance by application of carburization cooling -> spheroidizing-annealing -> carburization hardening processing is indicated by JP,5-59428,A. However, in addition to a process becoming complicated and a manufacturing cost becoming high, by this approach, the formability in cold forging which is fundamental demand characteristics cannot be raised.

[0008]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] This invention is made paying attention to the above situations, and speeding up of spheroidizing annealing is attained, and reduction of a manufacturing cost is possible for the purpose, and it excels in formability in cold forging, and is going to offer the case hardening steel for cold forging which also raised abrasion resistance as occasion demands.

[0009]

[Means for Solving the Problem] The rate of area of a (ferrite + pearlite) is 75% or more, and, as for the case hardening steel for cold forging concerning this invention which was able to solve the above-mentioned technical problem, the mean particle diameter of a ferrite has a summary at 40 micrometers or less and the point that the mean particle diameter of a pearlite is 30 micrometers or less.

[0010] The purpose of this invention is C as a concrete chemical entity presentation in the case hardening steel of this invention although adjusting the microstructure of case hardening steel as mentioned above is also attained. : 0.3% or less (0% is not included)

Si: Less than [ 0.3% ] (0% is not included)

Mn: Less than [ 1.5% ] (0% is not included)

P : 0.02% or less (0% is included)

S : 0.02% or less (0% is not included)

aluminum: Less than [ 0.06% ] (0% is not included)

N : 0.03% or less (0% is not included)

It each contains and also is less than [ Cr:3% ] (0% is not included).

Mo: Less than [ 1.5% ] (0% is not included)

V : 1.5% or less (0% is not included)

One or more sorts chosen from the group which becomes more are contained, and that whose remainders are Fe and an unescapable impurity is desirable. Moreover, it is effective in these steel materials to also make less than [ Ti:0.1% ] (for 0% not to be included) and/or less than [ Nb:0.1% ] (for 0% not to be included) contain.

[0011] In order to attain the effectiveness of this invention more effectively, in what has each above-mentioned chemical entity presentation, formability in cold forging can be further raised by it being desirable that deformation resistance multiplier  $\sigma_{aeq}$  expressed as a function of an alloy element and the crack generating working ratio multiplier UL are what satisfies following the (1) type and (2) types, respectively, and satisfying such requirements.

$\sigma_{aeq} = C + 0.5Si + 0.2Mn + 3.0P + 0.3Cr + 0.3Mo + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 1.0$  -- (1)

$UL = C + 0.2Si + 0.2Mn + 0.2Cr + 0.2Mo + 2.0P + 2.0S + 0.1V + 0.1Ti + 0.1Nb < 0.7$  -- (2)

[0012] Moreover, in what has the above-mentioned chemical entity presentation, abrasion resistance can be raised by it being desirable that the wear-resistant multiplier F (wear) expressed as a function of an alloy element is what satisfies following the (3) type, and satisfying such requirements.

$F(wear) = Si + 0.2Cr + 0.4Mo + V > 0.4$  -- (3)

The need is accepted in the case hardening steel of this invention. As an element of further others Less than [ \*\*Cu:1.0% ] (0% is not included), \*\* Less than [ nickel:2.5% ] (0% is not included), less than [ \*\*calcium:0.01% ] (0% is not included) and/or less than [ Zr:0.08% ] (0% is not included), less than [ \*\*Pb:0.3% ] (0% is not included), less than [ \*\*B:0.005% ] (0% is not included)

By making \*\* contain, the property as case hardening steel is further improvable.

[0013]

[Embodiment of the Invention] this invention persons inquired from various include angles, in order to attain the above-mentioned purpose. Consequently, when adjusting appropriately the microstructure of the case hardening steel for cold forging as mentioned above, a header and this invention were



completed for the above-mentioned purpose being attained splendidly. The reason for having specified the microstructure as mentioned above in this invention first is explained.

[0014] Although the deformation resistance at the time of cold forging needed to be reduced in order to demonstrate the formability in cold forging excellent in case hardening steel, by this invention, the rate of area of 40 micrometers or less and a (ferrite + pearlite) was specified for the mean particle diameter of the ferrite before spheroidizing annealing as 75% or more from such a viewpoint. By satisfying such requirements, homogeneity can be made to distribute a cementite in a ferrite after spheroidizing annealing, by this, the deformation resistance at the time of cold forging can be reduced, and a mold life can be raised. The rate of area of the above (ferrite + pearlite) of considering as 80% or more preferably considering as 83% or more often and more preferably is good. In addition (ferrite + pearlite), the organization of an except is the single phase or such complex tissues of bainite or martensite. Moreover, the definition of ferrite particle size is as follows.

Mean-particle-diameter [ of a ferrite ] = (major-axis + minor axis of the ferrite section)/2 [0015] In order to, attain shortening of spheroidizing-annealing time amount on the other hand, securing good formability in cold forging, it is necessary to set mean particle diameter of the pearlite before spheroidizing annealing to 30 micrometers or less. By setting mean particle diameter of a pearlite to 30 micrometers or less, the carbon concentration in (2) pearlites which promotes distribution of a cementite by (1) ferrite / cementite interface is raised, the effectiveness of preventing generation of a playback pearlite by making the micronucleus of a cementite remain at the time of heat treatment is demonstrated, and it is thought that spheroidizing annealing is promoted by this. In addition, the mean particle diameter of a pearlite is the mean particle diameter of the pearlite section surrounded by the ferrite, and a measurement part is the cross section of rolled stock. Moreover, the definition of the mean particle diameter of a pearlite is as follows.

Mean-particle-diameter [ of a pearlite ] = (major-axis + minor axis of the pearlite section)/2 [0016] The measuring method of the rate of area performs organization observation of five visual fields at random using an optical microscope (scale factor: about x400), and by the way (ferrite + pearlite) measures the rate of area of a (ferrite + pearlite) by image analysis. Moreover, the measuring method of the mean particle diameter of a ferrite or the mean particle diameter of a pearlite performs organization observation of five visual fields at random using an optical microscope (scale factor: about x400), measures the mean particle diameter of ten ferrites per one visual field, and the mean particle diameter of a pearlite, and makes them the measured value of the mean particle diameter of a ferrite, and the mean particle diameter of a pearlite by equalizing this further.

[0017] In addition, what is necessary is to make whenever [ before rolling / stoving temperature ] into 1100 degrees C or less, and to roll out by making rolling reduction 30% or more, and making rolling finishing temperature into 950 degrees C or less, and to set the cooling rate after rolling finishing to below 60 degrees C / sec, and just to make it operate, in order to adjust the microstructure of the case hardening steel for cold forging as mentioned above. Next, the desirable chemical entity presentation in the case hardening steel of this invention is explained.

[0018] C:0.3% or less (0% is not included)

Although C was an element useful when securing the core part hardness of components as a strengthening element, since it produced the fall of formability in cold forging, degradation of toughness, etc. when it was made to contain superfluously, it determined the upper limit as 0.3%. The upper limit with desirable C content is 0.25%, and is good to consider as 0.20% or less more preferably. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for C, it is desirable to make it contain 0.05% or more.

[0019] Si: Less than [ 0.3% ] (0% is not included)

Si is an element useful as a deoxidizer at the time of an ingot, and acts effective also in raising the abrasion resistance of steel. However, since increase of the deformation resistance at the time of cold forging was caused when the content exceeded 0.3%, the upper limit was determined as 0.3%. Si content should be more preferably stopped to 0.10% or less 0.15% or less. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for Si, it is desirable to make it contain 0.01% or more.

[0020] Mn: Less than [ 1.5% ] (0% is not included)

Although Mn was an element useful as a deoxidizer at the time of an ingot, since it raised the deformation resistance at the time of cold forging when it exceeded 1.5%, it determined the upper limit as 1.5%. The upper limit with desirable Mn content is 1.2%. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for Mn, it is desirable to make it contain 0.2% or more.

[0021] P:0.02% or less (0% is included)

Since P is an element in which the deformation resistance at the time of cold forging is raised, and the deformation resistance ability of steel is reduced, in order to secure good formability in cold forging, it should control to 0.02% or less. If formability in cold forging is carried out from a viewpoint of making it improve more, P should be stopped to 0.010% or less preferably [ considering as 0.015% or less ], and more preferably.

[0022] S:0.02% or less (0% is not included)

Although it is an element useful for S forming MnS and raising machinability, if it is made to contain exceeding 0.02%, the deformability at the time of cold forging will fall. Considering the viewpoint of improvement in formability in cold forging, S should be stopped to 0.010% or less preferably [ considering as 0.015% or less ], and more preferably. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for S, it is desirable to make it contain 0.001% or more.

[0023] aluminum: Less than [ 0.06% ] (0% is not included)

Although it had aluminum and the operation which acts effectively as a deoxidation component at the time of an ingot, and combines with N in steel, generates AlN, and controls big and rough-ization of crystal grain, since the above-mentioned effectiveness was saturated when it exceeded 0.06%, the upper limit was determined as 0.06%. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for aluminum, it is desirable to make it contain 0.005% or more.

[0024] N:0.03% or less (0% is not included)

N combined with aluminum in steel and generated the nitride (when adding V, Ti, and Nb, it combines also with these), and although the effectiveness which controls big and rough-ization of crystal grain was demonstrated, since this effectiveness reached saturation soon, the upper limit was determined as 0.03%. N content should be more preferably stopped to 0.015% or less 0.02% or less. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for N, it is desirable to make it contain 0.001% or more.

[0025] Although it can say that Cr, Mo, and V are these effect elements, considering the viewpoint of raising abrasion resistance, it is as follows when each operation is explained in full detail.

[0026] Cr: Less than [ 3% ] (0% is not included)

Although Cr was an element effective in raising the abrasion resistance of steel, since it checked carburization nature in addition to reducing formability in cold forging when it exceeded 3%, it determined the upper limit as 3%. Cr content should be more preferably carried out to 2.0% or less 2.5% or less, considering the viewpoint of improvement in formability in cold forging. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for Cr, it is desirable to make it contain 0.2% or more.

[0027] Mo: Less than [ 1.5% ] (0% is not included)

Although Mo was an element effective in raising the abrasion resistance of steel like Cr, since formability in cold forging was reduced when it exceeded 1.5%, it determined the upper limit as 1 or 5%. Mo content should be more preferably carried out to 0.5% or less 1.0% or less, considering the viewpoint of improvement in formability in cold forging. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for Mo, it is desirable to make it contain 0.01% or more.

[0028] V:1.5% or less (0% is not included)

Although V was an element very effective in raising the abrasion resistance of steel, since this effectiveness reached saturation soon, the upper limit was determined as 1.5%. V content should be more preferably carried out to 0.5% or less 1.0% or less, considering the viewpoint of improvement in formability in cold forging. In order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for V, it is desirable to make it contain 0.01% or more.

[0029] Although the desirable chemical entity in the case hardening steel of this invention is as above-mentioned and the remainders are iron and an unescapable impurity, it is possible by carrying out optimum dose content of the following elements as an element of further others as occasion demands to improve the property as case hardening steel much more.

[0030] Ti: Less than [ 0.1% ] (0% is not included) and/or less than [ Nb:0.1% ] (0% is not included) Although Ti and Nb were elements effective in making crystal grain detailed and making mean particle diameter of a ferrite or a pearlite small, since machinability fell when all exceeded 0.1%, they determined the upper limit as 0.1%. Considering the viewpoint of improvement in formability in cold forging, these contents should be preferably carried out to 0.05% or less. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for these elements, it is desirable to make it contain 0.001% or more.

[0031] Cu: Less than [ 1% ] (0% is not included)

Although Cu was an element effective in improving corrosion resistance, since this effectiveness reached saturation soon, the upper limit was determined as 1%. In order to demonstrate the above-mentioned effectiveness, as for Cu, it is desirable to make it contain 0.2% or more. However, if Cu is added independently, since hot-working nature will deteriorate, when adding Cu, it is desirable to carry out comparable addition of the nickel which has the operation which improves hot-working nature with the amount of Cu(s).

[0032] nickel: Less than [ 2.5% ] (0% is not included)

In order for nickel to make detailed the organization after carburization processing besides the above-mentioned operation, to act effective in improvement in toughness and to secure the stable core hardness, it was an effective element, but since the effectiveness was saturated with 2.5%, the upper limit was determined as 2.5%. The upper limit with desirable nickel content is 2.0%. In order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for nickel, it is desirable to make it contain 0.2% or more.

[0033] calcium: Less than [ 0.01% ] (0% is not included) and/or less than [ Zr:0.08% ] (0% is not included)

Although these elements are contributed to improvement in the forgeability between cooling by making MnS spheroidize and improving an anisotropy, the effectiveness will be saturated, if it exceeds from calcium and exceeds 0.08% by Zr 0.01%, respectively. These desirable upper limits are 0.06% in Zr 0.008% from calcium. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, it is desirable to make it contain 0.001% or more by Zr 0.0005% or more from calcium.

[0034] Pb: Less than [ 0.3% ] (0% is not included)

Although Pb was an element effective in improvement in machinability, since the effectiveness was saturated when it exceeded 0.3%, it determined the upper limit as 0.3%. The upper limit with desirable Pb content is 0.25%. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for Pb, it is desirable to make it contain 0.01% or more.

[0035] B:0.005% or less (0% is not included)

Although B was an effective element on a hardening disposition, since the effectiveness was saturated when it exceeded 0.005%, it determined the upper limit as 0.005%. The upper limit with desirable B content is 0.0045%. Moreover, in order to demonstrate the above-mentioned effectiveness effectively, as for B, it is desirable to make it contain 0.0005% or more.

[0036] By the way, this invention persons inquired also from another include angle, in order to raise further the formability in cold forging of spheroidizing-annealing material. Consequently, if a header and these satisfy following the (1) type and (2) types, respectively, that deformation resistance multiplier  $\sigma_{aeq}$  and the crack generating working ratio multiplier UL are expressed as a function of main alloy elements It is deformation resistance 700Ns/mm<sup>2</sup> While being able to hold down to the following, working ratio (it is called the following and "a crack being generating working ratio") until a crack occurs could be raised, and it traced that formability in cold forging could be further improved by these. Moreover, V, Ti, and Nb are understood that the effect to which formability in cold forging is reduced is comparatively small so that clearly from (following 1) and following (2) type.

$$\sigma_{\text{eq}} = C + 0.5\text{Si} + 0.2\text{Mn} + 3.0\text{P} + 0.3\text{Cr} + 0.3\text{Mo} + 0.1\text{V} + 0.1\text{Ti} + 0.1\text{Nb} < 1.0 \quad (1)$$

$$\text{UL} = C + 0.2\text{Si} + 0.2\text{Mn} + 0.2\text{Cr} + 0.2\text{Mo} + 2.0\text{P} + 2.0\text{S} + 0.1\text{V} + 0.1\text{Ti} + 0.1\text{Nb} < 0.7 \quad (2)$$

[0037] On the other hand, when inquired also from a viewpoint that this invention persons raise the abrasion resistance after surface treatment, the wear-resistant multiplier F as an index which shows abrasion resistance (wear) also traced that abrasion resistance could be raised, when a header and this wear-resistant multiplier F (wear) satisfied following the (3) type for what is expressed as a function of main alloy elements. Moreover, V is understood that the contribution to wear-resistant improvement is very large like Si so that clearly from following the (3) type.

$$F(\text{wear}) = \text{Si} + 0.2\text{Cr} + 0.4\text{Mo} + \text{V} > 0.4 \quad (3)$$

[0038]

[Example] Next, although an example is given and the configuration and the operation effectiveness of this invention are explained more concretely, of course, this invention is possible also for adding and carrying out modification in the range which does not receive a limit according to the following example and may suit before and the after-mentioned meaning from the first, and each of them is contained in the technical range of this invention.

[0039] The steel type of the chemical entity presentation shown in the example of reference 1 following table 1 was used, and the test piece for processing-time investigation spent on spheroidizing took after rolling out to  $\phi 35\text{mm}$ . At this time, as a piece of a comparative study, the same steel type as the chemical entity presentation shown in Table 1 was used, and the steel materials (No.7-12 of the after-mentioned table 3) which carried out solution treatment (1200 degree-Cx1Hr → air cooling) of this after rolling out to  $\phi 35\text{mm}$  were used.

[0040]

[Table 1]

鋼種	化学成分組成 (質量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V
A	0.17	0.23	0.92	0.012	0.018	0.032	0.008	1.45	—	—
B	0.25	0.28	1.15	0.005	0.013	0.022	0.011	—	0.63	—
C	0.19	0.17	0.87	0.008	0.009	0.035	0.009	—	—	0.47
D	0.15	0.25	0.74	0.005	0.003	0.028	0.012	1.03	0.21	—
E	0.12	0.05	0.78	0.008	0.005	0.038	0.017	1.12	—	0.35
F	0.14	0.03	0.85	0.009	0.009	0.021	0.007	—	0.37	0.58

[0041] Spheroidizing shown in drawing 1 is performed to these test pieces, and it is JIS. G Heat treatment time amount from which extent of a balling-up organization specified to 3539 is set to No.1-No.3 was made into spheroidizing time amount (refer to the following table 2).

[0042]

[Table 2]

冷却速度 (℃/Hr)	処理時間	
	720℃	760℃
10	6 Hr	10 Hr
7	8 Hr	13 Hr
4	12 Hr	22 Hr

[0043] Although the processing time which balling-up takes is shown in the following table 3 with the microstructure of the steel materials before spheroidizing, compared with that (No.7-12) to which, as for a thing (No.1-6) 30 micrometers or less, the mean particle diameter of a pearlite exceeds [ the mean particle diameter of a pearlite ] 30 micrometers, it turns out that spheroidizing time amount is short.

[0044]

[Table 3]

No.	鋼種	パーライトの平均粒径 (μm)	球状化処理温度 (°C)	球状化処理時間 (Hr)
1	A	21	760	10
2	B	23	760	13
3	C	16	720	8
4	D	25	760	13
6	E	17	760	10
6	F	15	720	8
7	A	36	760	13
8	B	41	760	22
9	C	35	720	12
10	D	36	760	22
11	E	38	760	22
12	F	42	720	12

[0045] The steel type (G-I) of the chemical entity presentation shown in the example 1 following table 4 was used, and after rolling out to phi35mm, after performing spheroidizing annealing shown in said drawing 1, the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of phi20mmx30mm to drawing 2 by machining was produced. The same steel type (G-I) as the chemical entity presentation shown in Table 4 at this time was used, and the various pieces of a comparative study were also produced by the approach of following the (1) - (3) about each (No.4-12 of the after-mentioned table 5).

[0046] (1) phi35mm -- rolling -> -- spheroidizing annealing shown in drawing 1 was performed after normalizing processing (1200 degree-Cx1Hr -> air cooling), and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of phi20mmx30mm to drawing 2 by machining was produced (No.4-6 of the after-mentioned table 5).

(2) phi35mm -- rolling -> -- spheroidizing annealing shown in drawing 1 was performed after normalizing processing (900 degree-Cx1Hr-> air blast cooling), and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of phi20mmx30mm to drawing 2 by machining was produced (No.7-9 of the after-mentioned table 5).

(3) phi35mm -- rolling -> -- spheroidizing annealing shown in drawing 1 was performed after normalizing processing (1200 degree-Cx1Hr-> air blast cooling), and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of phi20mmx30mm to drawing 2 by machining was produced (No.10-12 of the after-mentioned table 5).

[0047]

[Table 4]

鋼種	化学成分組成 (質量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V
G	0.22	0.03	1.21	0.002	0.007	0.031	0.012	1.36	—	—
H	0.16	0.06	0.92	0.005	0.012	0.027	0.009	0.25	0.53	—
I	0.12	0.11	0.75	0.003	0.015	0.027	0.011	—	0.35	0.13

[0048] The crack generating working ratio by deformation resistance and the cold press sex test was investigated using these test pieces. Moreover, the piece of the Ogoe abrasion test shown after spheroidizing at drawing 3 was produced, and an Ogoe style abrasion test was carried out after carburization hardening / tempering processing shown in drawing 4. In addition, in carrying out this abrasion test, hardening / tempering material of bearing steel SUJ2 was used as partner material. Moreover, the test condition was made into dry type, breaking load:6.3kgf, friction distance:200mm, and friction-velocity:3 m/sec. The microstructure before spheroidizing annealing of a test piece is shown in the following table 5 with spheroidizing conditions (spheroidizing temperature, spheroidizing time amount). Moreover, each above-mentioned test result is shown in the following table 6 with deformation

resistance multiplier  $\sigma_{eq}$ , the crack generating working ratio multiplier UL, and the wear-resistant multiplier F (wear) which are desirable requirements.

[0049]

[Table 5]

No.	鋼種	(パーライト+フェライト) の面積率 (%)	残りの 組織*	フェライトの平 均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	パーライトの平 均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	球状化処理 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	球状化処理 時間 (Hr)
1	G	100	—	22	21	760	13
2	H	100	—	25	20	760	13
3	I	100	—	20	21	720	8
4	G	100	—	48	37	760	22
5	H	100	—	49	33	760	22
6	I	100	—	46	35	720	12
7	G	65	B+M	21	23	760	13
8	H	68	B+M	24	26	760	13
9	I	72	B	22	24	720	8
10	G	57	B+M	46	40	760	22
11	H	60	B+M	45	37	760	22
12	I	62	B+M	48	38	720	12

\* B : ベイナイト、M : マルテンサイト

[0050]

[Table 6]

No.	鋼種	変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$	変形抵抗 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	割れ発生加工 率係数UL	割れ発生加工 率 (%)	耐摩耗性係数 F (wear)	比摩耗量 ( $\text{mm}^3/\text{kg}$ )
1	G	0.89	665	0.62	60以上	0.30	$3.5 \times 10^{-7}$
2	H	0.62	428	0.47	60以上	0.32	$3.3 \times 10^{-7}$
3	I	0.45	370	0.38	60以上	0.38	$2.0 \times 10^{-7}$
4	G	0.89	672	0.62	45	0.30	$3.4 \times 10^{-7}$
5	H	0.62	424	0.47	50	0.32	$3.4 \times 10^{-7}$
6	I	0.45	378	0.38	50	0.38	$2.1 \times 10^{-7}$
7	G	0.89	660	0.62	50	0.30	$3.5 \times 10^{-7}$
8	H	0.62	435	0.47	45	0.32	$3.5 \times 10^{-7}$
9	I	0.45	375	0.38	50	0.38	$2.1 \times 10^{-7}$
10	G	0.89	672	0.62	45	0.30	$3.4 \times 10^{-7}$
11	H	0.62	443	0.47	45	0.32	$3.3 \times 10^{-7}$
12	I	0.45	379	0.38	45	0.38	$2.0 \times 10^{-7}$

[0051] the example with which it is satisfied of the microstructure (mean particle diameter and pearlite mean particle diameter of the rate of area of a ferrite + pearlite, and a ferrite) which specifies the thing of No.1-3 by this invention so that clearly from these results -- it is -- any -- being divided -- generating working ratio -- 60% or more -- it is -- moreover -- a ratio -- it turns out that it is not falling on a par [ abrasion loss ] with comparison steel, and greatly.

[0052] On the other hand, the thing of No.4-6 is an example of a comparison with the mean particle diameter of a ferrite and the mean particle diameter of a pearlite larger although a chemical entity satisfies the desirable presentation of this invention than the range specified by this invention, and crack generating working ratio is falling. Moreover, the thing of No.7-9 is an example of a comparison with the rate of area of a (ferrite + pearlite) smaller than the range specified by this invention although a chemical entity satisfies the desirable presentation of this invention, and crack generating working ratio is falling. Furthermore, it is an example of a comparison with and [ larger / the thing of No.10-12 / than the range which the mean particle diameter of a ferrite and the mean particle diameter of a pearlite specify by this invention although a chemical entity satisfies the desirable presentation of this

invention ] (ferrite + pearlite), and the rate of area smaller than the range specified by this invention, and crack generating working ratio is falling.

[0053] The steel type of No.1-20 of example 2 table 7 and a chemical entity presentation of Table 8 of No.21-32 was used, spheroidizing annealing shown in said drawing 1 was performed after rolling out to  $\phi 35\text{mm}$ , and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of  $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$  to drawing 2 R> 2 by machining was produced. The same steel type as the chemical entity presentation shown in No.21 of Table 8, and 25 and 31 at this time was used, and various kinds of test pieces were also produced by the approach of following the (1) - (3), respectively (No.33-41 of the after-mentioned table 10).

[0054] (1)  $\phi 35\text{mm}$  -- rolling -> -- spheroidizing annealing shown in drawing 1 was performed after normalizing processing (1200 degree-Cx1Hr -> air cooling), and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of  $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$  to drawing 2 by machining was produced (No.33-35 of the after-mentioned table 10).

(2)  $\phi 35\text{mm}$  -- rolling -> -- spheroidizing annealing shown in drawing 1 was performed after normalizing processing (900 degree-Cx1Hr-> air blast cooling), and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of  $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$  to drawing 2 by machining was produced (No.36-38 of the after-mentioned table 10).

(3)  $\phi 35\text{mm}$  -- rolling -> -- spheroidizing annealing shown in drawing 1 was performed after normalizing processing (1200 degree-Cx1Hr-> air blast cooling), and the test piece for crack generating working ratio investigation indicated to be a test piece for deformation resistance investigation of  $\phi 20\text{mm} \times 30\text{mm}$  to drawing 2 by machining was produced (No.39-41 of the after-mentioned table 10).

[0055]

[Table 7]

No.	化学成分組成 (質量%)										その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V	
1	0.17	0.23	0.92	0.012	0.018	0.032	0.008	1.45	—	—	—
2	0.25	0.28	1.15	0.005	0.013	0.022	0.011	—	0.63	—	—
3	0.19	0.17	0.87	0.008	0.009	0.035	0.009	—	—	0.47	—
4	0.15	0.25	0.74	0.005	0.003	0.028	0.012	1.03	0.21	—	—
5	0.12	0.05	0.78	0.008	0.005	0.038	0.017	1.12	—	0.35	—
6	0.14	0.03	0.85	0.009	0.009	0.021	0.007	—	0.37	0.58	—
7	0.12	0.02	0.50	0.005	0.006	0.024	0.011	2.05	0.18	0.25	—
8	0.08	0.06	1.43	0.011	0.014	0.030	0.012	—	—	0.42	Ti:0.040
9	0.11	0.10	0.77	0.010	0.003	0.029	0.010	0.53	0.89	—	Nb:0.022
10	0.14	0.07	0.75	0.007	0.006	0.022	0.013	1.01	—	0.32	Ti:0.021
11	0.15	0.13	0.69	0.012	0.010	0.036	0.008	0.88	—	0.41	Nb:0.035
12	0.14	0.03	0.65	0.008	0.005	0.030	0.015	0.51	—	0.35	Ti:0.032, Nb:0.020
13	0.05	0.21	0.52	0.003	0.002	0.027	0.010	0.92	0.48	—	Ti:0.029
14	0.15	0.09	0.80	0.010	0.007	0.029	0.009	1.05	0.46	—	Nb:0.033
15	0.12	0.05	0.44	0.008	0.002	0.033	0.009	—	0.51	0.46	Ti:0.014, Ni:0.54
16	0.13	0.08	0.56	0.003	0.004	0.030	0.010	1.86	0.15	0.20	Cu:0.32, Ni:0.28, Ca:0.003
17	0.10	0.12	0.71	0.007	0.005	0.024	0.018	1.16	—	0.35	Nb:0.030 Zr:0.021
18	0.05	0.10	0.82	0.005	0.008	0.025	0.011	0.94	0.22	0.21	Pb:0.080
19	0.16	0.11	0.80	0.009	0.003	0.032	0.013	1.15	—	0.28	B:0.0020
20	0.12	0.08	0.70	0.002	0.002	0.026	0.002	0.97	0.10	0.30	Ti:0.020, B:0.0015

[0056]

[Table 8]

No.	化学成分組成 (質量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V	その他
21	0.23	0.28	0.75	0.018	0.012	0.030	0.012	1.75	—	—	—
22	0.35	0.24	0.57	0.004	0.005	0.023	0.006	1.21	0.35	—	—
23	0.29	0.27	1.05	0.019	0.017	0.025	0.011	1.58	—	—	—
24	0.28	0.26	1.65	0.016	0.015	0.031	0.008	—	1.14	—	—
25	0.26	0.06	1.43	0.008	0.019	0.034	0.009	0.85	—	0.32	Nb:0.005
26	0.19	0.02	1.48	0.002	0.039	0.027	0.014	1.03	0.45	—	—
27	0.15	0.05	0.78	0.010	0.018	0.021	0.011	1.01	—	—	—
28	0.20	0.12	0.84	0.008	0.012	0.036	0.007	—	0.56	—	—
29	0.29	0.01	0.66	0.019	0.002	0.030	0.010	1.83	—	—	—
30	0.15	0.08	1.39	0.001	0.057	0.028	0.012	1.54	—	—	—
31	0.29	0.03	1.45	0.018	0.019	0.032	0.018	1.52	—	—	—
32	0.15	0.13	2.22	0.038	0.015	0.018	0.011	0.67	0.23	—	—

[0057] The crack generating working ratio by deformation resistance and the cold press sex test was investigated using these test pieces. Moreover, the piece of the Ogoe abrasion test shown after spheroidizing at drawing 3 was created, and an Ogoe style abrasion test was carried out like the example 1 after carburization hardening / tempering processing shown in drawing 4 (A) and (B). The microstructure before spheroidizing annealing of a test piece is shown in the following tables 9 and 10 with spheroidizing conditions (spheroidizing temperature, spheroidizing time amount). Moreover, each above-mentioned test result is shown in the following tables 11 and 12 with deformation resistance multiplier sigmaeq, the crack generating working ratio multiplier UL, and the wear-resistant multiplier F (wear) which are desirable requirements.

[0058]

[Table 9]

No.	(パーライト+フェライト)の面積率 (%)	残りの組織*	フェライトの平均粒径 (μm)	パーライトの平均粒径 (μm)	球状化処理温度 (℃)	球状化処理時間 (Hr)
1	100	—	24	21	760	10
2	100	—	23	23	760	13
3	100	—	20	16	720	8
4	100	—	21	25	760	13
5	100	—	18	17	760	10
6	100	—	22	15	720	8
7	90	B	23	15	760	13
8	100	—	11	12	720	6
9	85	B+M	13	12	760	13
10	100	—	12	11	760	10
11	100	—	13	12	760	10
12	100	—	10	9	760	10
13	100	—	13	10	760	10
14	100	—	12	13	760	13
15	90	B	14	21	720	8
16	85	B+M	21	20	760	13
17	100	—	13	12	760	13
18	100	—	26	16	760	10
19	100	—	24	19	760	13
20	100	—	13	11	760	10

\*B: ベイナイト、M: マルテンサイト

[0059]

[Table 10]



No.	(パーライト+フェライト) の面積率 (%)	残りの 組織*	フェライトの平 均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	パーライトの平 均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	球状化処理 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	球状化処理 時間 (Hr)
21	100	—	21	18	760	13
22	100	—	24	21	760	13
23	100	—	23	23	760	13
24	90	M	20	18	760	13
25	100	—	14	19	720	8
26	100	—	19	22	760	13
27	100	—	26	23	760	13
28	100	—	25	20	760	13
29	100	—	22	18	760	13
30	100	—	18	20	760	13
31	100	—	17	19	760	13
32	85	M	23	23	760	13
33	100	—	45	36	760	13
34	100	—	48	41	720	12
35	100	—	46	35	720	22
36	65	B+M	20	20	760	10
37	55	B+M	21	21	720	8
38	70	B+M	18	16	760	13
39	58	B+M	43	35	760	13
40	50	B+M	49	41	720	12
41	60	B+M	44	39	760	22

\*B: ベイナイト、M: マルテンサイト

[0060]

[Table 11]

No.	変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$	変形抵抗 ( $\text{N/mm}^2$ )	割れ発生加工 率係数UL	割れ発生加 工率 (%)	耐摩耗性係 数F (wear)	比摩耗量 ( $\text{mm}^2/\text{kg}$ )
1	0.94	690	0.61	60以上	0.52	$8.2 \times 10^{-8}$
2	0.82	606	0.64	60以上	0.53	$8.3 \times 10^{-8}$
3	0.52	413	0.48	60以上	0.64	$7.0 \times 10^{-8}$
4	0.81	582	0.49	60以上	0.54	$8.5 \times 10^{-8}$
5	0.70	522	0.46	60以上	0.62	$7.1 \times 10^{-8}$
6	0.52	393	0.45	60以上	0.76	$3.9 \times 10^{-8}$
7	0.94	681	0.49	60以上	0.75	$3.7 \times 10^{-8}$
8	0.48	401	0.47	60以上	0.48	$8.0 \times 10^{-8}$
9	0.77	566	0.45	60以上	0.56	$7.5 \times 10^{-8}$
10	0.68	504	0.47	60以上	0.59	$7.0 \times 10^{-8}$
11	0.70	513	0.49	60以上	0.72	$3.5 \times 10^{-8}$
12	0.50	394	0.39	60以上	0.48	$8.0 \times 10^{-8}$
13	0.69	508	0.35	60以上	0.59	$6.6 \times 10^{-8}$
14	0.84	618	0.52	60以上	0.48	$8.1 \times 10^{-8}$
15	0.46	369	0.34	60以上	0.71	$3.7 \times 10^{-8}$
16	0.91	672	0.49	60以上	0.71	$3.6 \times 10^{-8}$
17	0.71	521	0.44	60以上	0.70	$3.2 \times 10^{-8}$
18	0.65	476	0.40	60以上	0.59	$7.4 \times 10^{-8}$
19	0.78	567	0.51	60以上	0.62	$6.3 \times 10^{-8}$
20	0.66	488	0.42	60以上	0.61	$6.5 \times 10^{-8}$

[0061]

[Table 12]

No.	変形抵抗係数 $\sigma_{eq}$	変形抵抗 (N/mm <sup>2</sup> )	割れ発生加工 率係数UL	割れ発生加 工率 (%)	耐摩耗性係 数F (wear)	比摩耗量 (mm <sup>2</sup> /kg)
21	1.10	710	0.67	60以上	0.63	$6.4 \times 10^{-8}$
22	1.06	705	0.69	60以上	0.62	$3.5 \times 10^{-8}$
23	1.17	720	0.78	58	0.59	$7.5 \times 10^{-8}$
24	1.13	712	0.84	58	0.72	$3.6 \times 10^{-8}$
25	0.89	669	0.73	58	0.55	$8.0 \times 10^{-8}$
26	0.95	695	0.72	58	0.41	$9.4 \times 10^{-8}$
27	0.66	480	0.47	60以上	0.25	$5.2 \times 10^{-7}$
28	0.62	434	0.49	60以上	0.34	$3.1 \times 10^{-7}$
29	1.03	702	0.65	60以上	0.38	$2.0 \times 10^{-7}$
30	0.93	688	0.71	58	0.39	$1.9 \times 10^{-7}$
31	1.11	712	0.81	58	0.33	$3.2 \times 10^{-7}$
32	1.04	703	0.82	58	0.36	$2.5 \times 10^{-7}$
33	1.10	820	0.67	50	0.63	$8.2 \times 10^{-8}$
34	0.89	655	0.73	35	0.55	$8.3 \times 10^{-8}$
35	1.11	822	0.81	30	0.33	$7.0 \times 10^{-8}$
36	1.10	815	0.67	50	0.63	$8.2 \times 10^{-8}$
37	0.89	652	0.73	33	0.55	$8.3 \times 10^{-8}$
38	1.11	819	0.81	30	0.33	$7.0 \times 10^{-8}$
39	1.10	813	0.67	45	0.63	$8.2 \times 10^{-8}$
40	0.89	660	0.73	35	0.55	$8.3 \times 10^{-8}$
41	1.11	816	0.81	33	0.33	$7.0 \times 10^{-8}$

[0062] the microstructure (the rate of area of a ferrite + pearlite --) which specifies the thing of No.1-20 of Table 7 by this invention so that clearly from these results The mean particle diameter of a ferrite and the mean particle diameter of a pearlite, deformation resistance multiplier  $\sigma_{eq}$  desirable in a list that are requirements, Deformation resistance [ in / the crack generating working ratio UL and the wear-resistant multiplier F (wear) are satisfied, and / 80% of working ratio ] is 2 700Ns/mm. It is low, and the crack generating working ratio UL is 60% or more, and it turns out that it has the outstanding formability in cold forging. moreover, a ratio -- there is also very little abrasion loss as under  $1.0 \times 10^{-7}$  mm<sup>2</sup> / kg, and it turns out that it has the outstanding abrasion resistance. On the other hand, the thing of No.21-41 lacks either of the requirements (or desirable requirements for a thing) specified by this invention, and one of properties is inferior in it at least as follows.

[0063] (a) the microstructure which specifies the thing of No.21 by this invention -- although deformation resistance multiplier  $\sigma_{eq}$  is larger than the range specified by this invention although the desirable chemical entity presentation to call is satisfied, and the effect to a mold-life fall is small -- deformation resistance -- 700N/mm<sup>2</sup> It is high slightly.

[0064] (b) Although there are many C contents and they are larger than the range which also specifies deformation resistance multiplier  $\sigma_{eq}$  by this invention rather than the desirable chemical entity presentation of this invention, although the thing of No.22 satisfies the microstructure which specifies by this invention, and the effect to a mold-life fall is small, deformation resistance is 2 700Ns/mm. It is high slightly.

[0065] (c) the microstructure which specifies the thing of No.23 by this invention -- although the effect to a mold-life fall is small since deformation resistance multiplier  $\sigma_{eq}$  and the crack generating working ratio multiplier UL are larger than the desirable range of this invention, although the desirable chemical entity presentation to call is satisfied -- deformation resistance -- 700N/mm<sup>2</sup> It is slightly high and crack generating working ratio is also falling slightly.

[0066] (d) Although effect of as opposed to [ although the microstructure which specifies the thing of No.24 by this invention is satisfied, since it is larger than the range where more / and / deformation resistance multiplier  $\sigma_{eq}$  and crack generating working ratio multipliers UL than the chemical entity presentation with Mn content desirable / of this invention / are / of this invention / desirable ] a mold-life fall is small, deformation resistance is more slightly [ 700Ns/mm / than 2 ] high, and crack generating

working ratio is also falling slightly.

[0067] (e) the microstructure which specifies the thing of No.25 by this invention -- although the desirable chemical entity presentation to call is satisfied, since the crack generating working ratio multiplier UL is larger than the desirable range of this invention, crack generating working ratio is falling slightly.

[0068] (f) Although the thing of No.26 satisfies the microstructure which specifies by this invention, since the crack generating working ratio multiplier UL is also larger than the range where and this invention is desirable than the chemical entity presentation with S content desirable [ this invention ], crack generating working ratio is falling slightly.

[0069] (g) No. -- the microstructure which specifies the thing of 27 and 28 by this invention -- although the desirable chemical entity presentation to call is satisfied, since the wear-resistant multiplier F (wear) is smaller than the desirable range of this invention -- a ratio -- abrasion loss has increased with  $5.2 \times 10^{-7} \text{mm}^2 / \text{kg}$ , and  $3.1 \times 10^{-7} \text{mm}^2 / \text{kg}$ , respectively, and abrasion resistance is falling.

[0070] (h) Although the thing of No.29 satisfies the desirable chemical entity presentation of this invention Deformation resistance multiplier  $\sigma_{\text{aeq}}$  is larger than the range specified by this invention. For the effect to a mold-life fall, although it is small, deformation resistance is  $2700 \text{Ns/mm}$ . Since it is high slightly and the wear-resistant multiplier F (wear) is moreover smaller than the desirable range of this invention a ratio -- abrasion loss has increased with  $2.0 \times 10^{-7} \text{mm}^2 / \text{kg}$ , and abrasion resistance is falling.

[0071] (i) Although the thing of No.30 satisfies the microstructure which specifies by this invention Since S content is larger than more [ and ] range of this invention where the crack generating working ratio multiplier UL is also desirable than the desirable chemical entity presentation of this invention since crack generating working ratio is falling slightly and the wear-resistant multiplier F (wear) is moreover smaller than the desirable range of this invention -- a ratio -- abrasion loss has increased with  $2.0 \times 10^{-7} \text{mm}^2 / \text{kg}$ , and abrasion resistance is falling.

[0072] (j) the microstructure which specifies the thing of No.31 by this invention -- although the effect to a mold-life fall is small since deformation resistance multiplier  $\sigma_{\text{aeq}}$  and the crack generating working ratio multiplier UL are larger than the desirable range of this invention, although the desirable chemical entity presentation to call is satisfied -- deformation resistance --  $700 \text{N/mm}^2$  It is slightly high and crack generating working ratio is also falling slightly.

[0073] (k) Although the thing of No.32 satisfies the microstructure which specifies by this invention